مجله
بلورشناسی
و کانی شناسی
ایران

مقاله پژوهشی

Iranian Journal of
Crystallography
and Mineralogy

مجله بلورشناسی و کانی شناسی ایران
سال سی و دوم، شمارهٔ چهارم، زمستان ۱۴۰۳، از صفحهٔ ۸۱۳ تا ۸۲۰

ویژگی‌های ریختاری و دی‌الکتریکی نانوکامپوزیت‌های $Ni_{0.3}Cu_{0.2}Zn_{0.5}Fe_2O_4/PbFe_{12}O_{19}$

کبری خدایاری، احمد قلی زاده*، هانیه هاتفی

دانشکده فیزیک، دانشگاه دامغان، دامغان، ایران

(دریافت مقاله: ۱۴۰۳/۲/۲۹، نسخه نهایی: ۱۴۰۳/۴/۲۰)

چکیده: ویژگی‌های ریختاری و دی‌الکتریکی نانوکامپوزیت‌های $(x)PbFe_{12}O_{19}/(1-x)Ni_{0.3}Cu_{0.2}Zn_{0.5}Fe_2O_4$، که در آن x درصد وزنی و برابر با ۰، ۶، ۱۲، ۳۰، ۶۰ و ۱۰۰ درصد است بررسی شدند. نمونه‌ها پراش‌سنج پرتو X، میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر-میدانی و LCR سنج، مشخصه یابی شدند. افزایش تخلخل در نمونه‌های میانی با مقادیر هگزافریت سرب موجب کاهش مقدار بخش حقیقی ثابت دی‌الکتریک شد. نتایج به دست آمده نشان می‌دهد که رسانش نمونه‌ها را می‌توان ناشی از حرکت کوتاه‌برد حامل بار دانست که با سازوکار جهش پلارون کوچک توضیح داده می‌شود.

واژه‌های کلیدی: *نانوکامپوزیت؛ روش سیترات نیترات؛ ریختاری؛ ویژگی‌های دی‌الکتریکی.*

مقدمه

مواد کامپوزیت با مزایایی از قبیل استحکام و سختی بالا، جایگزین بسیاری از مواد معمولی چون فلزها، سرامیک، چوب و پلیمر شده‌اند. کامپوزیت‌ها شامل دو یا چند فاز هستند که اغلب مواد تشکیل دهنده به صورت جداگانه تهیه شده و سپس به هم متصل می‌شوند [۱]. نانوکامپوزیت‌ها به سه دسته‌ی سرامیکی، فلزی و پلیمری تقسیم می‌شوند [۲].

به تازگی نانوکامپوزیت‌های مغناطیسی به دلیل امکان بهبود ویژگی‌های مغناطیسی که بر پایه محاسبه‌های ریزمغناطیسی بر اساس سازوکار جفت‌شدگی تبادلی برای آنها پیش بینی شده است توجه زیادی را به خود جلب کرده‌اند. نولر و همکاران [۳]، در اوایل دهه ۱۹۹۰ مفهوم جفت‌شدگی تبادلی را مطرح کردند. بر پایه این مفهوم، مواد مغناطیسی نرم و سخت همگن با جفت‌شدگی تبادلی، وقتی هر دو فاز به اندازه کافی به هم متصل هستند به نام کامپوزیت شناخته می‌شود و یک سامانه بهم پیوسته با دوران همدوس اسپین‌های مغناطیسی سخت و نرم را نشان می‌دهد. جفت‌شدگی تبادلی از جهت‌گیری متفاوت اسپین‌های دو دانه‌ی کنار که در تماس مستقیم با هم قرار دارند ایجاد می‌شود [۴].

مواد اسپینل مکعبی با فرمول شیمیایی AB_2O_4 وادارندگی کوچک و مغناطش اشباع به نسبت بالا، سختی مکانیکی خوب، نفوذپذیری بالا و پایداری شیمیایی عالی گزینه مناسبی برای استفاده به عنوان ماده مغناطیسی نرم در فن‌آوری و برنامه‌های کاربردی در مبدل‌ها، دستگاه‌های اطلاعات و ارتباطات و حسگرها هستند، در حالی که مواد هگزافریت با وجود مغناطش قوی می‌تواند کاربردهایی چون جذب امواج الکترومغناطیسی یا تصفیه آب داشته باشد [۵-۸]. در اوایل دهه ۱۹۹۰، مفهوم جفت‌شدگی تبادلی یا فنر تبادلی برای کامپوزیت‌های شامل مواد مغناطیسی نرم و سخت همگن پیشنهاد داده شد. اثر فنر تبادلی که از برهمکنش بین فازهای سخت و نرم ایجاد می‌شود، میدان وادارندگی بالای فریت سخت (H_{max}) را با مغناطش اشباع بالای فریت نرم ($B= H+4\pi M$) ترکیب کرده و به یک

*نویسنده مسئول، تلفن: ۰۲۳۳۱۱۷۷۴۱۱، پست الکترونیکی: gholizadeh@du.ac.ir

[DOI: 10.61186/ijcm.32.4.813]

مقدار BH_{max} بالا می‌انجامد. با توجه به مغناطش اشباع بالای فریت نرم و میدان وادارندگی مغناطیسی بالای فریت سخت، تهیه نانوکامپوزیت‌های مغناطیسی از فریت‌های نرم و سخت با ویژگی های مکمل می‌تواند راه‌حل امیدوارکننده‌ای برای بهبود ویژگی های مغناطیسی و کار در دستگاه‌های الکترونیکی باشند [۹،۱۰].

فریت‌های اسپینل و هگزافریت تک‌فاز در گستره‌ی مگاهرتز و گیگاهرتز ویژگی‌های مغناطیسی ضعیف‌تری نسبت به کامپوزیت این مواد دارند. برای اثر جفت‌شدگی تبادلی در نانوکامپوزیت‌های فریت اسپینل و هگزافریت بر ویژگی‌های فیزیکی نمونه‌ها، یک روش سنتز ساده و کارآمد ضروری است. نانوکامپوزیت‌های مغناطیسی فریت اسپینل و هگزافریت به روش‌های مختلف از قبیل سل ژل [۱۱،۱۲]، هم‌رسوبی [۱۳،۱۴]، روش احتراق تک‌مرحله‌ای [۱۵]، گرمابی [۱۶] و واکنش حالت جامد تک‌مرحله‌ای و دومرحله‌ای [۱۷] تهیه می‌شوند. اندازه‌گیری‌های دی‌الکتریک بر نانوکامپوزیت هگزافریت استرانسیم-فریت کبالت نشان داده است که برای نمونه های سنتز شده در سه مدت زمان ۴، ۸ و ۱۴ ساعت، بخش حقیقی ثابت دی‌الکتریک (میزان ذخیره‌ی انرژی) و بخش موهومی (اتلاف انرژی) با افزایش بسامد کاهش می‌یابد اما رسانندگی الکتریکی یک روند افزایشی دارد [۱۷]. در سال‌های اخیر، ماده هگزافریت سخت $PbFe_{12}O_{19}$ (با میدان وادارندگی مغناطیسی بالا) و فریت اسپینل نرم $Ni_{0.3}Cu_{0.2}Zn_{0.5}Fe_2O_4$ (با مغناطش اشباع بالا) به یک روش سنتز ساده از مواد اولیه ارزان تهیه شدند و کارهای فراوانی برای بهبود ویژگی‌های مغناطیسی آنها انجام شده است [۱۸-۲۲]. در این پژوهش، نانوکامپوزیت فریت نرم/سخت $(x)PbFe_{12}O_{19}/ (1-x)Ni_{0.3}Cu_{0.2}Zn_{0.5}Fe_2O_4$، به روش سل- ژل و تهیه ویژگی‌های ریختاری، و دی‌الکتریکی آنها بررسی شدند. براساس گزارش پیشین این گروه بر این نانوکامپوزیت، برای نمونه های با ۳۰، ۴۵، ۶۰ درصد وزنی فاز سخت $PbFe_{12}O_{19}$، منحنی‌های مغناطش یک رفتار مغناطیسی تک فاز معمولی را نشان می‌دهند که بیانگر یک جفت‌شدگی تبادلی قوی در این نمونه‌هاست [۲۳].

روش تجربی

در این پژوهش، مواد اولیه نیترات سرب $Pb(NO_3)$، نیترات آهن نه‌آبه $Fe(NO_2)_3\,9H_2O$، نیترات نیکل شش‌آبه $Ni(NO_3)_2\,6H_2O$، نیترات روی شش‌آبه $Zn(NO_3)_2\,.6H_2O$، نیترات مس سه‌آبه $Cu(NO_3)_2\,.3H_2O$، اسید سیتریک $(C_6H_8O_7\,.\,H_2O)$ ساخت شرکت مرک آلمان و آب یونی زدایی شده به عنوان حلال استفاده شدند.

برای تهیه‌ی نانوکامپوزیت‌ها، نخست دو ترکیب فریت نیکل-روی-مس و هگزافریت سرب به روش سیترات نیترات تهیه شدند. برای تهیه‌ی فریت اسپینل $(Ni_{0.3}Cu_{0.2}Zn_{0.5}Fe_2O_4)$، محلولی از مقادیر مناسب نیترات آهن، نیترات نیکل، نیترات روی، نیترات مس، اسیدسیتریک (نسبت مولی سیترات به نیترات ۱:۱) در آب یونی‌زدایی شده با همزن مغناطیسی حل گردیده و محلول همگن به‌دست‌آمده به مدت ۲۴ ساعت در کوره ^oC ۹۰ خشک شد. سپس پودر به دست آمده در دمای ^oC ۵۰۰ برای ۳ ساعت بازپخت شد. همچنین برای تهیه‌ی هگزافریت سرب $(PbFe_{12}O_{19})$ به روش سل‌ژل، نخست مقادیری مناسب از نیترات سرب، نیترات آهن و اسیدسیتریک با همزن مغناطیسی در آب یونی‌زدایی شده حل گردیدند تا محلولی همگن به دست آمد. نسبت مولی سیترات به نیترات در این نمونه ۱ به ۱/۵ بود. گزارش‌ها نشان می‌دهد که pH می‌تواند به عنوان عامل کلیدی برای کنترل نانوساختار فریت در نظر گرفته شود. با این حال، pH اثر زیادی بر ریخت-شناسی و کاهش دمای تکلیس بهینه برای تشکیل هگزافریت تک فاز دارد. برای تبدیل محلول اسیدی به ژل در محیط خنثی (با pH برابر v)، از آمونیاک $(NH_3.H_2O)$ استفاده شد. سپس محلول به دست آمده به منظور گرمادهی غیرمستقیم و تشکیل ژل، به مدت ۲۴ ساعت در حمام آب ^oC ۱۰۰ قرار گرفت. ژل به دست آمده در دمای ^oC۲۰۰ برای۲ ساعت گرمادهی شد و سپس در کوره ^oC ۸۰۰ کلسینه گردید.

نانوکامپوزیت‌های $PbFe_{12}O_{19}/(1-x)Ni_{0.3}Cu_{0.2}Zn_{0.5}Fe_2O_4$ (x) با درصد وزنی x از هگزافریت سرب برابر با ۰، ۶، ۱۲، ۳۰، ۶۰، و ۱۰۰ تهیه شدند. برای این منظور نخست مقادیر مناسب از هر فریت به طور جداگانه در ۱۰ml آب حل شد و در حمام فراصوت قرار گرفتند. در ادامه، دو فاز با هم ترکیب شده و سپس مخلوط‌ها به صورت قرص‌های کوچک به قطر ۱ سانتی‌متر فشرده شدند. سپس برای تشکیل جفت‌شدگی تبادلی مغناطیسی بین نانوذرات، قرص‌ها به مدت ۲ ساعت در دمای ^oC ۹۰۰ گرمادهی شده و سپس به عنوان نانوکامپوزیت

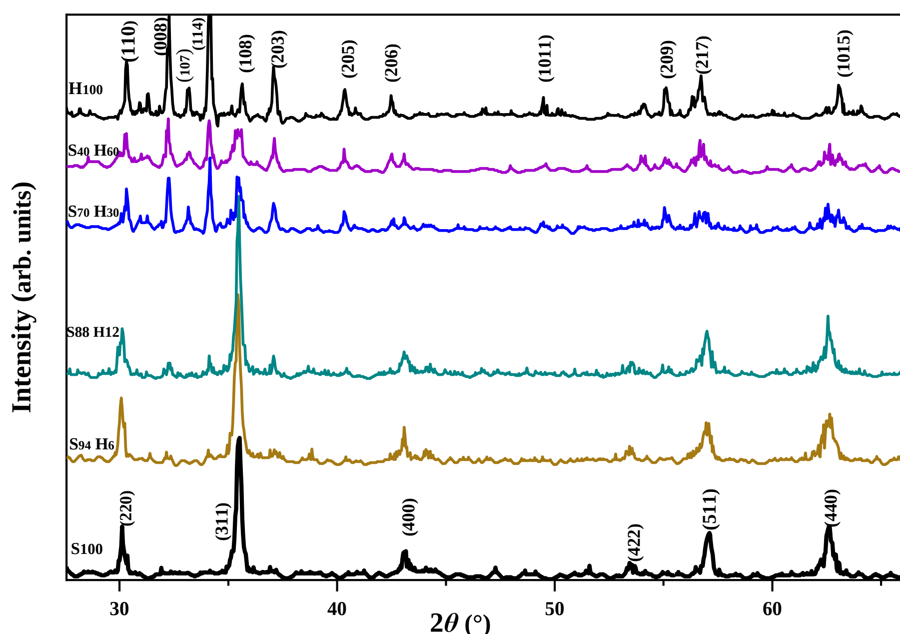
[DOI: 10.61186/ijcm.32.4.813]

مشخصه‌یابی گردیدند. در اینجا، نانوکامپوزیت‌های $(x)PbFe_{12}O_{19}/(1-x)Ni_{0.3}Cu_{0.2}Zn_{0.5}Fe_2O_4$، به اختصار به صورت $S_{1-x}H_x$ معرفی می‌شوند. در ادامه ویژگی‌های ساختاری، ریختاری و دی‌الکتریکی آنها بررسی شدند. الگوهای پراش پرتوی ایکس *(XRD)* نانوکامپوزیتها با پراش سنج *Bruker AXS* مدل *D8 Advanced* مجهز به لامپ *Cu-Kα* (*kV*۳۰ و *mA* ۳۵) با تابش به طول‌موج ۱٫۵۴ Å و صافی نیکل در گستره‌ی زاویه‌ای $2\theta =$ ۲۰-۸۰° در دمای اتاق ثبت شدند. ویژگی‌های ریختاری نانوکامپوزیت‌های *S1-xHx* تهیه شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی *(SEM)* بررسی گردیدند. ویژگی‌های دی‌الکتریکی این نمونه‌ها شامل ثابت دی‌الکتریک، اتلاف دی‌الکتریک و رسانندگی الکتریکی با دستگاه *LCR* سنج مدل *GW Instek 8110G* در گستره‌ی بسامدی ۲۰۰ تا ۱۰ مگاهرتز اندازه‌گیری شد. برای این منظور، قرص‌هایی با قطر یک سانتی‌متر و ضخامت ۳ میلیمتر با اعمال فشار ۱۰ تن بر متر مربع از پودرهای کامپوزیت آماده شدند.

بحث و نتیجه‌گیری

ویژگی‌های ساختاری

در شکل ۱ الگوهای XRD نانوذرات فریت نیکل-روی-مس، هگزافریت سرب و نانوکامپوزیت‌های به دست آمده از ترکیب این دو نمونه با درصدهای وزنی مختلف آورده شده‌اند. در هر یک از نمونه‌های مادر، فاز به نسبت خالص از ساختار شش-گوشی هگزافریت سرب و ساختار مکعبی فریت نیکل-روی-مس موردنظر شکل گرفته‌است. بررسی‌های ساختاری با بسته نرم‌افزاری X'pert برای فریت نیکل-روی-مس، بیانگر تشکیل ساختار اسپینل مکعبی با گروه فضایی $Fd\bar{3}m$ است که با کارت استاندارد JCPDF با شماره ۰۰۳۳-۷۵ همخوانی دارد [۲۴]. همچنین بررسی های ساختاری با این نرم افزار برای هگزافریت سرب، گویای تشکیل ساختار شش‌گوشی با گروه فضایی $P6_3/mmc$ است که با کارت استاندارد ICDD با شماره 00-079-1412 همخوانی دارد [۲۳]. قله‌های مشخصه‌ی هر ساختار روی الگوهای XRD فریت نیکل-روی-مس و هگزافریت سرب خالص برچسب زده شده اند. حضور همزمان قله‌های ساختارهای هگزافریت و فریت اسپینل و نبود فازهای ناخالصی در الگوهای XRD نانوکامپوزیت‌ها، نشانگر تشکیل موفق نانوکامپوزیت‌هاست. سطح زیر طیف‌های XRD نانوکامپوزیت‌ها بیانگر درصد فازی مربوط به فریت سخت نسبت به فریت نرم است. در نمونه‌های با درصد وزنی پایین هگزافریت سرب (x ≤ ۱۲ wt%)، قله‌های مربوط به فریت نیکل-روی-مس در الگوهای XRD نانوکامپوزیت ها کاملا غالب است، در حالی که با افزایش بیشتر مقدار هگزافریت (x ≥ ۳۰ wt%) قله‌های مربوط به هگزافریت سرب کاملا غالب می‌شوند.

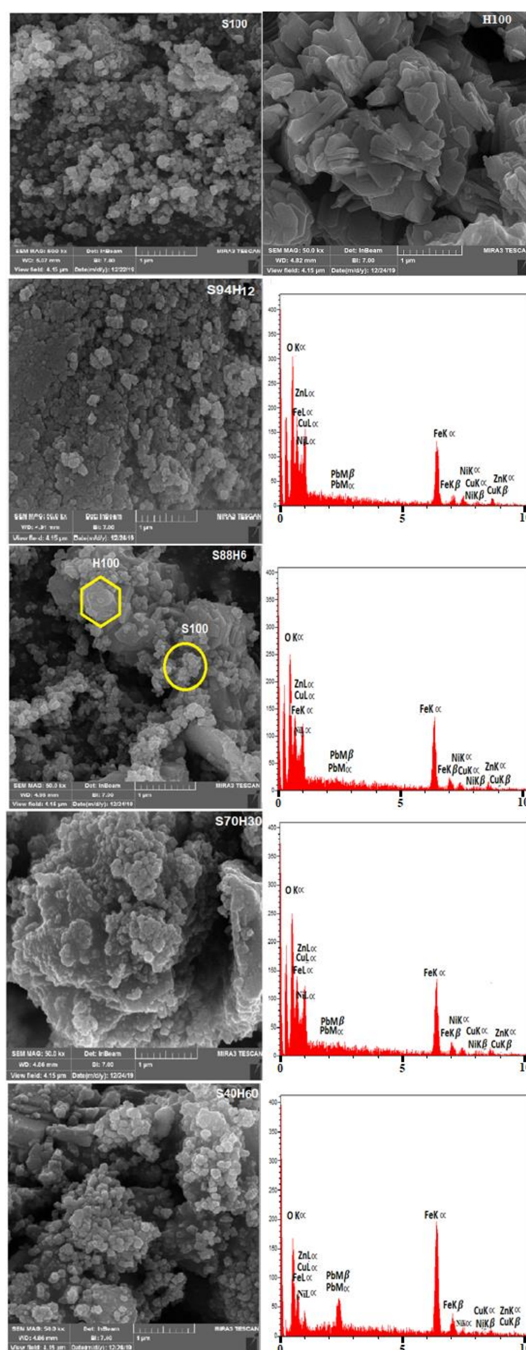


شکل ۱ الگوهای *XRD* نانوکامپوزیت‌های *S1-xHx*.

[DOI: 10.61186/ijcm.32.4.813]

ویژگی‌های ریختاری

شکل ۲ تصاویر *SEM* نمونه‌های نانوکامپوزیت *S1-xHx* را نشان می‌دهد. کامپوزیت‌ها شامل دو ریختاری مجزا از ذرات کروی و شش‌گوشی مربوط به فریت اسپینل و هگزافریت سرب هستند. دیده می‌شود که در فریت اسپینل، ذرات به صورت کروی با توزیع یکنواخت هستند و با افزودن هگزافریت به تدریج صفحه‌های شش‌گوشی در ساختار نمونه‌ها ظاهر می‌شود. همچنین مقدار تخلخل و عدم تناسب در اندازه ذرات در نمونه‌های با مقادیر میانی هگزافریت سرب می‌تواند بر ویژگی‌های فیزیکی و دی‌الکتریکی این نانوکامپوزیت‌ها اثر زیادی داشته باشد. در شکل ۲ طیف‌های *EDX* نمونه‌ها نیز آورده شده‌اند که وجود همه عناصر مربوط به دو فریت اسپینل و هگزافریت تک‌فاز در ساختار نانوکامپوزیت‌های تهیه شده از این دو فاز را تأیید می‌کنند.

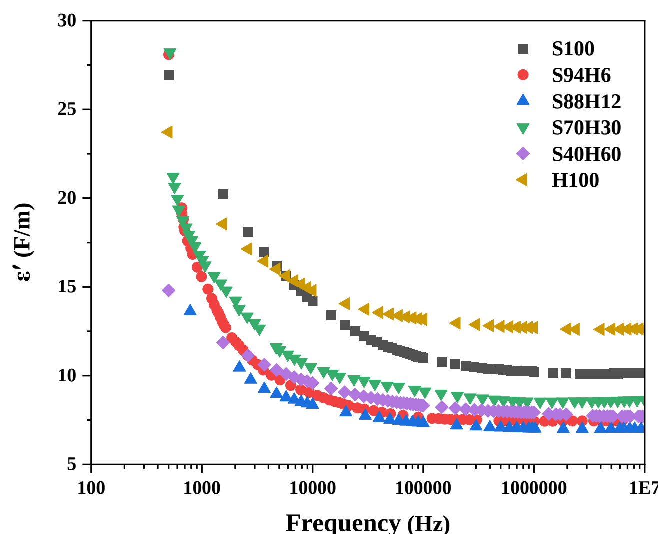


شکل ۲ تصاویر SEM و طیف‌های EDX نانوکامپوزیت‌های $S_{1-x}H_x$.

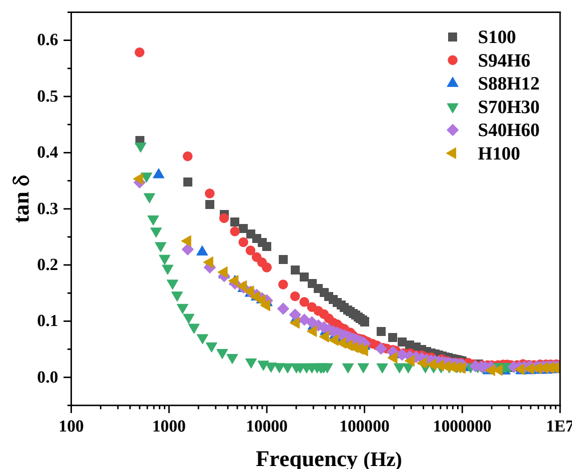
[DOI: 10.61186/ijcm.32.4.813]

ویژگی‌های دی‌الکتریکی

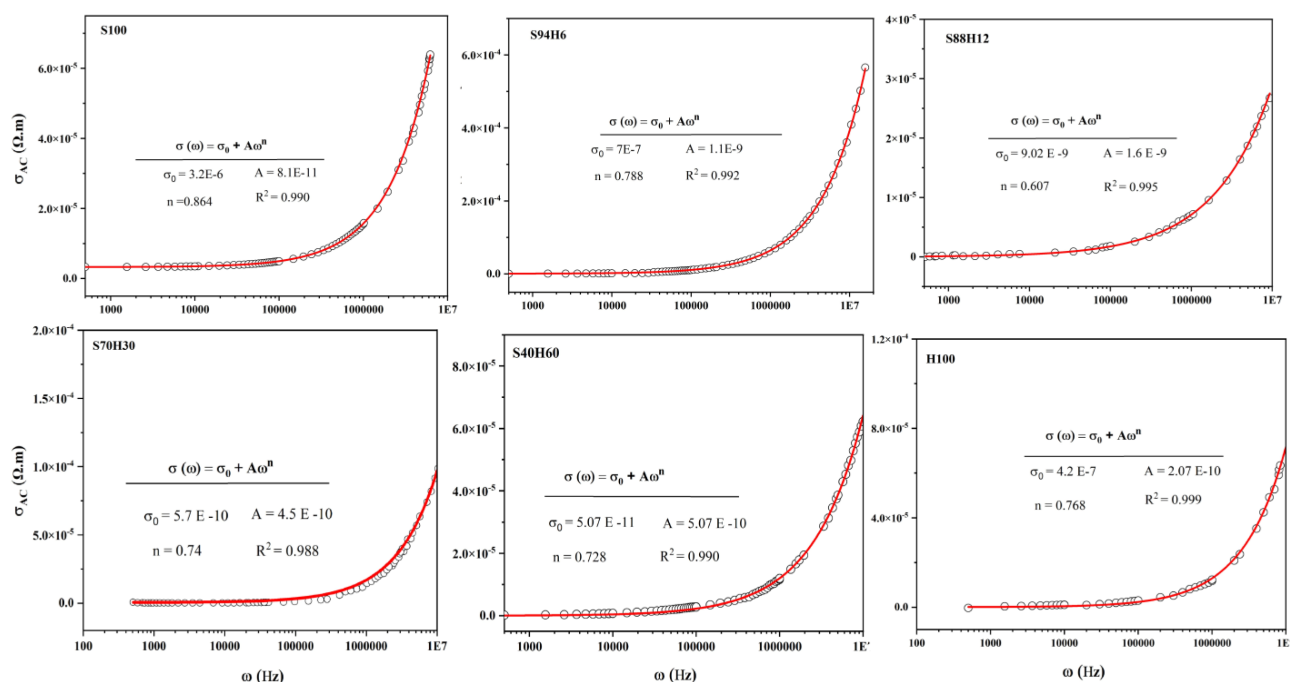
تغییرات مقدار بخش حقیقی ثابت دی‌الکتریک (ε')، عامل اتلاف دی‌الکتریک ($tan\delta$) و رسانندگی الکتریکی (σ_{AC})را برحسب بسامد برای نانوکامپوزیت‌های *S1-xHx* به ترتیب در شکل‌های ۳، ۴ و ۵ نشان داده شده‌اند. در نمونه‌های ساخته شده هر دو کمیت ε' و $tan\delta$ با افزایش بسامد به سرعت کاهش یافته و سپس به یک مقدار ثابت می‌رسند. با افزایش بسامد و کاهش زمان تناوب میدان الکتریکی، احتمال رسیدن الکترون به مرزهای دانه کاهش یافته و در نتیجه قطبش کاهش می‌یابد [۲۶،۲۵]. با تابش موج الکترومغناطیسی به نمونه، بخشی از آن بازتاب می‌یابد، بخشی به درون ماده نفوذ کرده و بخشی از آن از جسم عبور می‌کند. در میان این کمیت‌ها، گذردهی الکتریکی (ε^*) مهم است که به‌صورت $\varepsilon^* = \varepsilon' - i\,\varepsilon''$ تعریف می‌شود. رفتار دی‌الکتریکی مواد اغلب براساس پدیده‌ی طبیعی قطبش (مدل ماکسول- وگنر) توضیح داده می‌شود. ویژگی دی‌الکتریکی در فریت‌ها ناشی از نواحی با مقاومت کم به نام دانه و نواحی با مقاومت بالا به نام مرزدانه است. برای نمونه‌های حالت جامد عواملی چون قطبش بار سطحی، قطبش دوقطبی، قطبش الکترونی یا اتمی و دوقطبی‌های یونی و الکترونی به نوبه‌ی خود در گستره‌ی بسامدهای پایین بر ثابت دی‌الکتریک اثر می‌گذارند. در اصل دو قطبش الکترونی و یونی در بسامدهای بالا ($>10^{13}$ *Hz*) نقش دارند، در حالی که قطبش ناشی از راستای دو قطبی و بار فضایی در بسامد های پایین (کمتر از 10^{9} *Hz*) مهم می‌شوند [۲۸،۲۷].



شکل ۳ نمودار بخش حقیقی ثابت دی‌الکتریک بر حسب بسامد برای نانوکامپوزیت‌های S1-xHx.



شکل ۴ نمودار اتلاف دی‌الکتریک بر حسب بسامد برای نانوکامپوزیت‌های S1-xHx.



شکل ۵ نمودار رسانندگی بر حسب بسامد برای نانوکامپوزیت‌های *S1-xHx*.

البته، تغییرات ثابت دی‌الکتریک در این پژوهش در گستره-ی بسامدهای پایین (کمتر از ۱۰^۷ Hz) اندازه‌گیری شده است. بر اساس این مدل، ثابت دی‌الکتریک بالا نتیجه‌ای از قطبش بار سطحی در فصل مشترک ایجاد شده در مرزدانه است، از این رو می‌توان نتیجه گرفت که ساختار دی‌الکتریکی نمونه‌ها از دو ناحیه تشکیل شده است: نواحی بسیار رسانا که همان دانه‌ها هستند و ناحیه‌های با رسانندگی بسیار ضعیف که همان مرزدانه‌ها هستند. سازوکار قطبش در بسامدهای پایین در فریت‌ها مانند فرآیند رسانندگی ناشی از تبادل الکترون بین یون‌هاست به طوری که دو قطبی‌ها خود را در پاسخ به میدان متناوب منظم می‌کنند [۲۹]. در بسامدهای پایین مرزدانه‌ها در ضریب دی‌الکتریک بسیار مؤثر بوده و در بسامدهای بالاتر دانه-ها مؤثرتر هستند. با توجه به مقاومت بالا در مرزدانه‌ها و تفاوت رسانندگی در دانه‌ها و مرزدانه‌ها، در تبادل الکترون‌ها از درون دانه‌ها عبور کرده و به مرزدانه‌ها می‌رسند، اما به علت مقاومت بالای مرزدانه‌ها، در آنجا انباشته شده و سبب قطبش سطحی در اثر انباشت بار و ایجاد ساختار دو لایه‌ای می‌شوند. در این حالت، یک ثابت دی‌الکتریک بالا در بسامدهای پایین نتیجه شود. این نوع از قطبش تابع اندازه‌ی بلورک‌ها و نقص بلوری است [۳۰]. چنانکه بسامد میدان اعمالی متناوب افزایش یابد دانه‌ها وارد عمل می‌شوند. از آنجا که الکترون‌ها به دلیل بسامد بالای میدان، زمان کافی را برای عبور از درون دانه‌ها و رسیدن به مرزدانه‌ها ندارند، قطبش بار سطحی کاهش یافته و در نتیجه ثابت دی‌الکتریک به سرعت کم شده و به یک مقدار ثابت می-رسد.

همچنین نتایج نشان می‌دهد که با افزایش مقدار هگزافریت سرب تا مقادیر میانی، مقدار بخش حقیقی ثابت دی‌الکتریک نسبت به نمونه‌های خالص هگزافریت سرب و فریت اسپینل کاهش چشمگیری دارد. به هرحال، چنان که از تصاویر FESEM نیز دیده شد مقدار تخلخل و عدم تناسب در اندازه ذرات در نمونه های با مقادیر میانی هگزافریت سرب می‌تواند مرزدانه‌ها را افزایش دهند. در نتیجه‌ی افزایش مرزدانه‌ها، مقاومت مرزدانه‌ها نیز افزایش می‌یابد که کاهش مقدار بخش حقیقی ثابت دی‌الکتریک را توجیه می‌کند.

تغییرات رسانندگی نمونه‌ها با بسامد در شکل ۵ یک روندی افزایشی را نشان می‌دهد. همچنین براساس نظریه‌ی ماکسول-ویگنر، در بسامدهای پایین نقش مرزدانه‌های با مقاومت بالا بارز است. از این رو رسانندگی کاهش می‌یابد. اما در بسامدهای بالا، باتوجه به نقش بارز دانه‌های با مقاومت پایین، رسانندگی افزایش می‌یابد [۲۶،۲۵]. رسانش دی‌الکتریک در فریت‌ها ناشی از پرش الکترون‌ها بین یونهای آهن ۲ و ۳ ظرفیتی در مکان-های هشت‌وجهی و چاروجهی است و هر چه تعداد یون‌های آهن در مکان‌های هشت‌وجهی بیشتر باشد، مقاومت الکتریکی کمتر و در نتیجه رسانندگی بیشتر است. چنان که در شکل ۵ دیده می‌شود، در این نمونه‌ها با افزایش بسامد، رسانندگی افزایش می‌یابد. این افزایش به ویژگی هگزافریت سرب و نقش

[DOI: 10.61186/ijcm.32.4.813]

آن در کنترل اندازه‌ی دانه‌ی فریت اسپینل مربوط می‌شود. دیده می‌شود که نمونه‌ی با ۱۲ درصد هگزافریت سرب دارای بیشترین مقدار رسانندگی است.

برازش منحنی‌های رسانندگی نمونه‌ها با استفاده از رابطه‌ی زیر انجام شده‌است [۲۵]:

$$\sigma_{\omega} = \sigma_0 + A\omega^n \qquad (۱)$$

جمله اول (σ_0)، رسانش الکتریکی مستقیم *(dc)* مربوط به انتقال حامل‌های بار در فواصل طولانی (برای مثال، با نزدیک شدن بسامد به صفر)، و جمله دوم نشان‌دهنده رسانندگی الکتریکی متناوب *(AC)* است. که هر دو تابعی از دما هستند. در این رابطه، ω و A، به ترتیب پارامترهای زاویه‌ای و وابسته به دما هستند و n نشان‌دهنده وابستگی رسانندگی الکتریکی *AC* به بسامد است. مقادیر به دست‌آمده برای این پارامترها برای همه‌ی نمونه‌ها در شکل ۵ آورده شده‌اند. n کوچکتر از ۱ به این معنی است که انتقال الکترون شامل یک حرکت پرشی با برد کوتاه است که با سازوکار پلارون کوچک و با یک پرش ناگهانی انجام می‌شود. این در حالی است که n بزرگتر از ۱ به این معنی است که انتقال الکترون همراه با یک حرکت بلندبرد است که با سازوکار پلارون بزرگ بین جایگاه‌های شبکه‌ای کنار هم توضیح داده می‌شود. در این کار ، مقادیر به دست آمده از n برای همه نمونه ها کمتر از ۱ است و می‌تواند نشان دهنده رسانندگی ناشی از حرکت انتقالی کوتاه‌برد باشد که با سازوکار جهشی پلارون کوچک توضیح داده می‌شود [۲۶،۲۵].

برداشت

در این پژوهش، ویژگی‌های ریختاری و دی‌الکتریک نانوکامپوزیت‌های *S1-xHx*، بررسی شد. در هر یک از نمونه‌های مادر، فاز به نسبت خالص از ساختار شش‌گوشی هگزافریت سرب با گروه فضایی $P6_3/mmc$ و ساختار اسپینل مکعبی فریت نیکل-روی-مس با گروه فضایی $Fd\bar{3}m$ مورد نظر شکل گرفته‌است. با بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی روبشی، وجود ذرات کروی مربوط به فریت اسپینل و ذرات شش‌گوشی هگزافریت در ساختار نمونه‌ها تأیید شد و همچنین با افزودن هگزافریت سرب، تخلخل نمونه‌ها افزایش می‌یابد. تغییر در ثابت دی‌الکتریک و اتلاف دی‌الکتریک با بسامد، بر اساس مدل ماکسول- وینگر بررسی گردید. هر دو کمیت ε' و $tan\delta$ با افزایش بسامد به‌سرعت کاهش‌یافته و سپس به یک مقدار ثابت رسیدند. مقدار رسانندگی نمونه‌ها بر پایه نظریه‌ی ماکسول-ویگنر، در بسامد پایین با توجه به نقش بارز مرزدانه‌های با مقاومت بالا و رابطه عکس رسانندگی الکتریکی با مقاومت، کاهش می‌یابد. این در حالی است که در بسامدهای بالا بر اساس نقش بارز دانه‌های با مقاومت پایین، رسانندگی افزایش می‌یابد. مقادیر به دست آمده از n که نشان‌دهنده وابستگی رسانندگی الکتریکی *AC* به بسامد است برای همه نمونه ها کمتر از ۱ است و می‌تواند نشان دهنده رسانندگی ناشی از حرکت انتقالی کوتاه‌برد باشد که با سازوکار جهشی پلارون کوچک توضیح داده می‌شود.

قدردانی

بدینوسیله از حمایت مالی دانشگاه دامغان در انجام این تحقیق کمال تشکر و قدردانی را داریم.

مراجع

[1] Brock L. Stephanie, "*Nanostructures and Nanomaterials: Synthesis, Properties and Applications By Guozhang Cao (University of Washington)*", ACS Publications 434 (2004) 14679-14679.

[2] Sapuan S. M., "*Composite materials: Concurrent engineering approach*", Butterworth-Heinemann (2017) 388.

[3] Kneller E.F., Hasig R., "*The exchange-spring magnet: a new material principle for permanent magnets*", IEEE Transactions on Magnetics 27 (1991) 3588-3560.

[4] Wang Y., Huang Y., Wang Q., "*Preparation and magnetic properties of $BaFe_{12}O_{19}/Ni_{0.8}Zn_{0.2}Fe_2O_4$ nanocomposite ferrite*", Journal of Magnetism and Magnetic Materials 324 (19) (2012) 3024-3028.

[5] Khedri H., Gholizadeh A., Malekzadeh A., "*Effect of annealing temperature on structural, optical and catalytic properties of Cu-Zn ferrite nanoparticles*", Iranian Journal of Crystallography and Mineralogy 2016; 24 (2) :297-308.

[6] Niaifar M., Morahemi F., Hassanpour A., Omigian J., "*Synthesize and Investigation of Magnetic and Structural Properties of $MnFe_2O_4$ Nanoparticles Substituted by Co^{2+}*", Iranian Journal of Crystallography and Mineralogy 2014; 22 (1) :149-154.

[7] Mosavighahfarokhi S E, Ahmadi M, Kazeminejad I., *"The effect of doping of Mn on structural and magnetic properties of the strontium hexaferritenanoparticels*", Iranian Journal of Crystallography and Mineralogy 2019; 27 (1) :245-254.

[8] Musavi Ghahfarokhi S. E., Alikhani R., Kazeminezhad I., *"The effect of annealing temperature on structural, magnetic and dielectric properties of $PbFe_{11}Co_1O_{19}$ nanopartices*", Iranian

[19] Mojahed M., Dizaji H.R., Gholizadeh A., "*Structural, magnetic, and dielectric properties of Ni/Zn co-substituted* $CuFe_2O_4$ *nanoparticles",* Phys. B: Condens. Matter. 2022;646:414337.

[20] Khedri H., Gholizadeh A., "*Experimental comparison of structural, magnetic and elastic properties of* $M_{0.3}Cu_{0.2}Zn_{0.5}Fe_2O_4$ *(M= Cu, Mn, Fe, Co, Ni, Mg) nanoparticles",* Appl. Phys. A: Mater. Sci. Process. 2019;125:1.

[21] Gholizadeh A., Jafari E., "*Effects of sintering atmosphere and temperature on structural and magnetic properties of Ni-Cu-Zn ferrite nano-particles: Magnetic enhancement by a reducing atmosphere",* J. Magn. Magn. Mater. 2017;422:328.

[22] Amini M., Gholizadeh A., "*Shape control and associated magnetic and dielectric properties of* $MFe_{12}O_{19}$ *(M= Ba, Pb, Sr) hexaferrites",* J. Phys. Chem. Solids. 2020;147:109660.

[23] Khodayari K., Gholizadeh A., *"Exchange-spring behavior in* $Ni_{0.3}Cu_{0.2}Zn_{0.5}Fe_2O_4/PbFe_{12}O_{19}$ *Nanocomposite*", Phys. Scr. 99 (2024) 035932.

[24] Gholizadeh A., "*Comparative study of physical properties of* Fe_3O_4 *nanoparticles prepared by co*-precipitation and citrate methods." Journal of American ceramic society (2017):1001–12.

[25] Gholizadeh A., Beyranvand M., "*Structural, magnetic, elastic, and dielectric properties of* $Mg_{0.3-x}Ba_xCu_{0.2}Zn_{0.5}Fe_2O_4$ *nanoparticles",* Physica B: Physics of Condensed Matter, 584 (2020) 412079.

[26] Beyranvand M., Gholizadeh A., "*Structural, magnetic, elastic, and dielectric properties of* $Mn_{0.3-x}Cd_xCu_{0.2}Zn_{0.5}Fe_2O_4$ *nanoparticles",* Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 31(7),2020,5124-5140.

[27] Gholizadeh A., Banihashemi V., *"Effects of Ca–Gd co-substitution on the structural, magnetic, and dielectric properties of M-type strontium hexaferrite"*, Journal of the American Ceramic Society. Vol. 106, No. 9 (2023) pp. 5351–5363.

[28] Tang R., Jiang C., Qian W., Jian J., Zhang X., Wang H., Yang H., "*Dielectric relaxation, resonance and scaling behaviors in* $Sr_3Co_2Fe_{24}O_{41}$ *hexaferrite.*" Scientific reports 5 (2015): 13645.

[29] Batoo K. M., Kumar S., Lee C. G., "*Study of dielectric and ac impedance properties of Ti-doped Mn ferrites.* "Current Applied Physics 9 (2009) 1397-1406.

[30] Muhammad G., Akhtar K., "*Synthesis and characterization of Al_doped manganese ferrite uniform particles for high-frequency applications*." Journal of Alloys and Compounds 765 (2018) 1139-1147.

Journal of Crystallography and Mineralogy 2017; 25 (3) :655-666.

[9] Afshar S. S., Hasheminiasari M., Masoudpanah S. M., "*Structural magnetic and microwave absorption properties of* $SrFe_{12}O_{19}/Ni_{0.6}Zn_{0.4}Fe_2O_4$ *composites prepared by one-pot solution combustion method*", Magnetism and Magnetic Materials 466 (2018) 1-6.

[10] Hazra S., Ghosh S., Joshi H.R., Patra M.K., Jani R.K., Vadera S.R., Ghosh N.N., "*Development of a novel one-pot synthetic method for the preparation of* $(Mn_{0.2}Ni_{0.4}Zn_{0.4}Fe_2O_4)x$*-*$(BaFe_{12}O_{19})1-x$ *nanocomposites and the study of their microwave absorption and magnetic properties*", RSC Advances 4 (2014) 45715-45725.

[11] Xiong R., Li W., Fei C., Liu Y., Shi J., "*Exchange-spring behavior in* $BaFe_{12}O_{19}$*-*$Ni_{0.5}Zn_{0.5}Fe_2O_4$ *nanocomposites synthesized by a combustion method*", Ceramics International, 42 (10), (2016) 11913-11917.

[12] Song F., Shen X., Liu M., Xiang J., "*Preparation and magnetic properties of* $SrFe_{12}O_{19}/Ni_{0.5}Zn_{0.5}Fe_2O_4$ *nanocomposite ferrite microfibers via sol–gel process*", Mater Chem Phys 126 (3) (2011) 791-796.

[13] Wu Q., Yu Z., Wu Y., Gao Z., Xie H., "*The magnetic and photocatalytic properties of nanocomposites* $SrFe_{12}O_{19}/ZnFe_2O_4$ *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*", 465 (2018) 1-8.

[14] Xie T., Xu L., Liu C., Wang Y., "*Magnetic composite* $ZnFe_2O_4/SrFe_{12}O_{19}$*: Preparation, characterization, and photocatalytic activity under visible light*", Appl Surf Sci, 273 (2013) 684-691.

[15] Zhang L., Li Z., "*Synthesis and characterization of* $SrFe_{12}O_{19}/CoFe_2O_4$ *nanocomposites with core-shell structure*", J Alloy Compd 469 (1-2) (2009) 422-426.

[16] Radmanesh M. A., Ebrahimi S. SA, "*Synthesis and magnetic properties of hard/soft* $SrFe_{12}O_{19}/Ni_{0.7}Zn_{0.3}Fe_2O_4$ *nanocomposite magnets*", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 324(19) (2012) 3094-3098.

[17] Hilczer A., Kowalska K., Markiewicz E., Pietraszko A., Andrzejewski B., "*Dielectric and magnetic response of* $SrFe_{12}O_{19}$*–*$CoFe_2O_4$ *composites obtained by solid state reaction*", Materials Science and Engineering: B 207 (2016). 47-55.

[18] Xia A., Ren S., Lin J., Ma Y., Xu C., Li J., Liu X., "*Magnetic properties of sintered* $SrFe_{12}O_{19}$ $CoFe_2O_4$ *nanocomposites with exchange coupling*", Journal of Alloys and Compounds 653 (2015) 108-116.

[DOI: 10.61186/ijcm.32.4.813]